

# 焼なましベイナイトラス組織を母相とする Al添加低合金TRIP鋼板の微細組織と 成形性に及ぼす冷延率の影響

杉本 公一\*・鶴田 淳二\*<sup>2</sup>・向井 陽一\*<sup>3</sup>

The Effects of Cold-rolling Strain on Microstructure and Formability of Al Bearing TRIP-aided Cold-rolled Steel Sheets with Annealed Bainitic Lath Structure Matrix

Koh-ichi SUGIMOTO, Junji TSURUTA and Youichi MUKAI

**Synopsis :** The effects of cold-rolling strain on microstructure and formability of 0.2%C–0.5–1.5%Si–1.5%Mn–0.04–1.0%Al, in mass%, TRIP-aided cold-rolled sheet steels with annealed bainitic lath structure matrix (TAB steels) were investigated. Cold rolling straining changed the matrix structure after intercritical annealing from annealed bainitic lath structure to granular structure with a change of retained austenite morphology, if the structure before cold-rolling was changed to bainitic lath structure. Both the largest elongation and the best stretch-flangeability were achieved in 1.0% Al bearing TAB steel subjected to cold-rolling strain of 40%, followed by intercritical annealing and austempering. This was caused by the increased retained austenite stability and the remained bainitic lath structure due to Al addition.

**Key words :** high-strength steel; TRIP-aided steel; microstructure; retained austenite; annealed bainite; tensile property; formability; stretch-flangeability; cold rolling.

## 1. 緒言

超高強度鋼板の中でも母相を焼なましマルテンサイトとしたTRIP型焼なましマルテンサイト鋼 (TRIP-aided Annealed Martensitic Steel; TAM鋼) は、優れた伸びと伸びフランジ性を兼備するため、次世代の自動車用高強度鋼板として期待されている。TAM鋼の大きい伸びは焼なましマルテンサイトラス組織と安定性の高い多量の微細残留オーステナイト ( $\gamma_R$ ) によるTRIP効果に起因する<sup>1-4)</sup>。その優れた伸びフランジ性は、微細均一かつ低い第2相/母相強度比の焼なましラス状母相組織に起因し、これが打抜き加工時のボイドの発生を抑制するためと考えられている<sup>1,3)</sup>。言い換えれば、TRIP型冷延鋼板の伸びと伸びフランジ性をともに高めるためには、母相組織をラス状にし、かつそのラス状組織の転位密度を低くすることが重要であり、製造プロセスの中でいかにそれを制御するかが重要となる。

冷延鋼板でTAM鋼を製造するとき、マルテンサイト単相鋼を冷間圧延後に2相域焼なましすると、ラス組織の回復・成長が促進され、グラニューラ組織へ変化しやすくなるので、焼なましラス組織を残すことは難しくなる。鹿島ら<sup>5)</sup>は冷延鋼板で母相に焼なましマルテンサイト組織を残存させるための冷延前組織を検討し、冷延前組織と

してフェライト母相を60 vol%、マルテンサイト第2相を40 vol%とし、20%の冷延ひずみを付与したとき、フェライト母相に塑性ひずみが集中し、焼なましマルテンサイトラス組織が保存され、優れた成形性が得られることを報告した。冷延前組織をマルテンサイト単相とし、冷延後の焼なましで焼なましマルテンサイト組織を残存させることができれば、より優れた成形性が得られると予想されるが、これに関する研究の報告例はない。

そこで、本研究では母相を焼なましラス組織としたTRIP冷延鋼板を開発することを目的とする。0.2%C–1.5%Si–1.5%Mn鋼において、冷延前組織をマルテンサイト単相組織としたとき、硬さが高くなりすぎるため冷延時に割れが生ずる場合が多い。このため、本研究では、冷延前組織をより軟質のベイナイト単相組織 (正確には、ベイニテックフェライト+ $\gamma_R$ 混合組織) とし、この後に室温での冷間圧延、2相域焼なましとオーステンパー処理を施してTRIP型焼なましベイナイト鋼 (TAB鋼) を製造した。また、できるだけ安定な $\gamma_R$ を得るため、Alを最大で1.0 mass%添加した。そして、そのTAB鋼の微細組織、 $\gamma_R$ 特性、引張特性および伸びフランジ性におよぼす冷延率の影響を調査した。

平成21年6月16日受付 平成21年8月26日受理 (Received on June 16, 2009; Accepted on Aug. 26, 2009)

\* 信州大学工学部 (Department of Mechanical Systems Engineering, Shinshu University, 4-17-1 Wakasato Nagano 380-8553)

\* 2 信州大学大学院生 (現: アイシンAW (株)) (Graduate Student, Shinshu University, now Aisin AW Co., Ltd.)

\* 3 神戸製鋼所技術研究センター (Research & Development Labs, Kobe Steel Ltd.)

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼と熱処理

供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。供試鋼には 0.2C-1.5Si-1.5Mn (mass%) の化学組成を有する基本鋼 (A 鋼) と、基本鋼に Al を 0.5 または 1.0 mass% 添加させた B 鋼, C 鋼を用いた。ただし, Al と Si の総添加量を一定 (1.5 mass%) とした。

Thermo-Calc により計算した上述の供試鋼の平衡状態図<sup>3)</sup>を参考にして, 以下の (a), (b), (c) の順に熱処理を施し, TAB 鋼を作製した (Fig. 1)。

(a) 真空溶製した 30 mm 厚のスラブを 1200°C に加熱後, 最終圧延温度 850°C までの温度域で 3 回の熱間圧延を施し, 550°C で巻き取り後空冷の処理を施した。板厚 3.2 mm の熱延板を, 3.0 mm または 1.8 mm まで研削後, それぞれ 2.0 mm または 1.2 mm まで冷間圧延を施した (冷間圧延率 40%)。

(b) 前組織をベイナイト単相組織とするため, 950~1000°C の範囲で 1200 s のオーステナイト化後, 400°C で 1000 s のベイナイト変態処理を塩浴炉中で施した。引き続き, 板厚 2 mm 材に室温で冷延率  $R=20\sim60\%$  の圧延を施した。冷延後の板厚は 0.8~1.6 mm の範囲である。なお, 冷延を施さない場合 ( $R=0\%$ ) の板厚は 1.2 mm である。

(c) 最後に, 冷延板に  $T_2=820^\circ\text{C}$  で 1200 s の焼なましを施した後,  $T_A=460^\circ\text{C}$  で  $t_A=200$  s のオーステンパー処理を施した。460°C は溶融亜鉛めっき浴温度に相当する温度として採用した。

### 2.2 組織観察と残留 $\gamma$ 特性評価

熱処理後の組織の構成相の種類は 5% ナイタル腐食液を用いて判別した。ナイタル腐食法では,  $\gamma_R$  とマルテンサイトの区別をつけることは困難であるので,  $\gamma_R$  の体積率 ( $f_\gamma$ ) は Mo-K $\alpha$  線によって測定された (200) $_{\alpha}$ , (211) $_{\alpha}$ , (200) $_{\gamma}$ , (220) $_{\gamma}$ , (311) $_{\gamma}$  回折ピークの積分強度より計算した<sup>7)</sup>。また,

$\gamma_R$  の炭素濃度 ( $C_\gamma$ , mass%) は, Cu-K $\alpha$  線によって測定した (200) $_{\gamma}$ , (220) $_{\gamma}$ , (311) $_{\gamma}$  ピーク角度から求めた格子定数  $a_\gamma$  ( $\times 10^{-1}$  nm) を次式<sup>8)</sup>に代入して求めた。

$$a_\gamma = 3.5780 + 0.0330C_\gamma + 0.00095Mn_\gamma + 0.0Si_\gamma + 0.0056Al_\gamma + 0.0220N_\gamma \dots\dots\dots(1)$$

ここで,  $Mn_\gamma$ ,  $Si_\gamma$ ,  $Al_\gamma$ ,  $N_\gamma$  は  $\gamma_R$  中のそれぞれの元素の固溶量 (mass%) である。本研究では便宜上, これらの固溶量の代わりに添加量を用いた。

### 2.3 引張試験と穴広げ試験

引張試験には JIS13B 号引張試験片を用いた (ゲージ長さ 50 mm  $\times$  幅 12.5 mm  $\times$  厚さ 1.2 mm)。試験機にはハードタイプ万能試験機 (AG-10TD) を使用し, 変位の測定には差動トランス式伸び測定装置 (SG50-50) を使用した。クロスヘッド速度は, 1 mm/min (ひずみ速度  $3.33 \times 10^{-4}$  /s) 一定とし, 試験温度は 25°C とした。また, 変形初期の正確な応力-ひずみ曲線を測定するために, 試験片平行部にひずみゲージ (KFG-10-120-C1-11) を貼付した。

伸びフランジ性は, 平頭パンチを用いた穴広げ試験から得られる穴広げ率 ( $\lambda$ ) により評価した。

$$\lambda = (d_f - d_0) / d_0 \times 100\% \dots\dots\dots(2)$$

ここで,  $d_0$ ,  $d_f$  はそれぞれ初期孔径, き裂発生時の孔径である。

試験片には一辺 50 mm の正方形ブランク試験片を用いた。まず, 初期孔径  $d_0=4.76$  mm のパンチ穴を打抜いた。加工温度は 25°C, 打抜き速度は 10 mm/min, クリアランスは 10% とした。ただし, 本研究では冷延後の板厚が変化するので, クリアランスも 7.5~15% の範囲にある。次に, パンチ直径 17.4 mm, 肩曲率半径 3 mm の平底円筒パンチを用いて, 穴広げ試験を行った<sup>1,3,4)</sup>。試験温度は 25°C, 試験速度は 1 mm/min とした。いずれの試験においても, 試験片にはグラファイト系潤滑材を塗布した。

Table 1. Chemical composition (mass%) of steels used.

steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N
A	0.20	1.50	1.50	0.015	0.002	0.039	0.0010
B	0.21	1.00	1.50	0.014	0.002	0.49	0.0006
C	0.21	0.48	1.50	0.014	0.002	0.99	0.0005

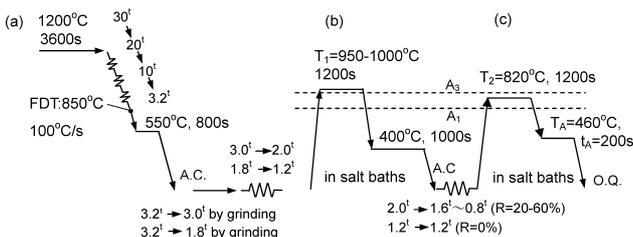


Fig. 1. Hot- and cold-rolling process and heat treatment diagram.

## 3. 実験結果

### 3.1 組織と $\gamma_R$ 特性

Fig. 2, 3 にそれぞれ A 鋼, C 鋼に  $R=0\sim60\%$  の冷延後, 820°C での焼なまし処理と 460°C で 1000 s 保持のオーステンパー処理を施したときの微細組織を示す。A 鋼では  $R=20\sim30\%$  において少量のベイニティックフェライトラス組織が残存するが (Fig. 2(b) の A 部), 冷延率が大きくなるに伴い, そのラス組織の割合は低下する。さらに冷延率が大きくなると ( $R=40\sim60\%$  の範囲では), ベイニティックフェライトラス組織は消失し, 微細なグラニューラ組織が観察される。この場合,  $\gamma_R$  もニードル状からブロック状に変化している。また,  $R=60\%$  の場合では, 第 2 相組織が粗大化する。

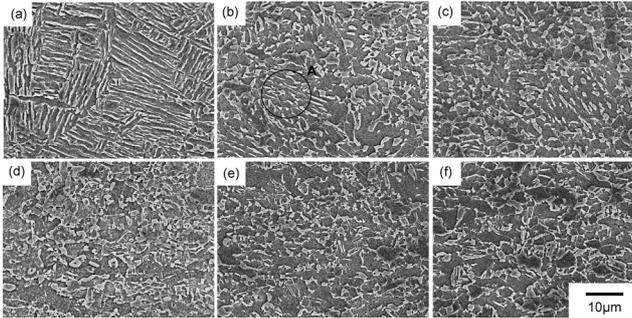


Fig. 2. Scanning electron micrographs of steel A cold-rolled to (a)  $R=0\%$ , (b)  $R=20\%$ , (c)  $R=30\%$ , (d)  $R=40\%$ , (e)  $R=50\%$  or  $60\%$ , followed by intercritical annealing and austempering. Region A in (b) represents annealed bainitic ferrite lath structure.

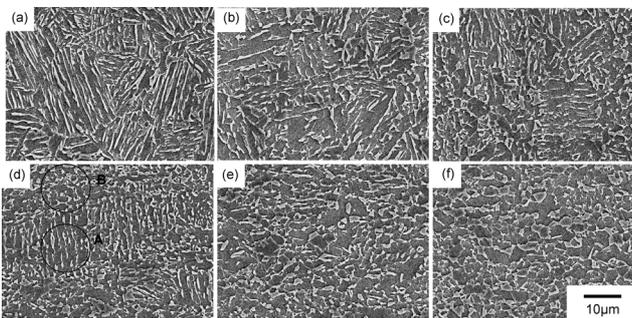


Fig. 3. Scanning electron micrographs of steel C cold-rolled to (a)  $R=0\%$ , (b)  $R=20\%$ , (c)  $R=30\%$ , (d)  $R=40\%$ , (e)  $R=50\%$  or  $60\%$ , followed by intercritical annealing and austempering. Regions A and B in (d) represent annealed bainitic ferrite lath structure and granular structure, respectively.

一方、C鋼では $R=0\sim 40\%$ の範囲で比較的多量のラス組織 (Fig. 3(d)のA部) が残存する。 $R=50\%$ ,  $60\%$ の場合でも、焼なましラス組織は一部残存する。また、C鋼の第2相組織はA鋼よりも微細となっているが、 $R=60\%$ ではA鋼と同様に第2相の粗大化が認められる。

B鋼ではA鋼とC鋼の中間的な組織変化が見れるが、A鋼と同様に、 $R\geq 40\%$ ではラス組織は消失している。なお、いずれの鋼でも、セメントイトは観察されない。また、第2相体積率は後述する $\gamma_R$ 体積率より高い。この両体積率の差はオーステンパー処理後の冷却中に生じたマルテンサイトの体積率であると考えられる。

Fig. 4に $R=40\%$ で冷延後、焼なましとオーステンパー処理を施したC鋼のTEM像を示す (a), (b)はそれぞれFig. 3(d)のA部とB部に相当する)。TEM像より、明瞭な焼なましベイニティックフェライトラス境界にニードル状 $\gamma_R$ が存在している (Fig. 4(a))。ベイニティックフェライトラス組織と共存しているグラニューラー組織は高い転位密度を有し、回復組織であることがわかる (Fig. 4(b))。

Fig. 5にA~C鋼の $\gamma_R$ の初期体積率 ( $f_{\gamma_0}$ ) およびその初期炭素濃度 ( $C_{\gamma_0}$ ) に及ぼす冷延率 ( $R$ ) の影響を示す。A鋼およびB鋼において、 $\gamma_R$ の初期体積率は $R=30\%$ で最小となり、

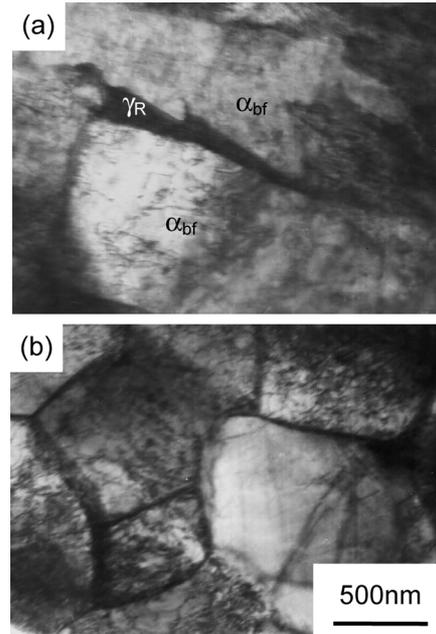


Fig. 4. Transmission electron micrographs of (a) bainitic ferrite lath structure and (b) granular structure in steel C subjected to annealing at  $820^\circ\text{C}$  and then austempering at  $460^\circ\text{C}$  after cold-rolling to 40% strain, in which  $\alpha_{bf}$  and  $\gamma_R$  represent bainitic ferrite and retained austenite, respectively.

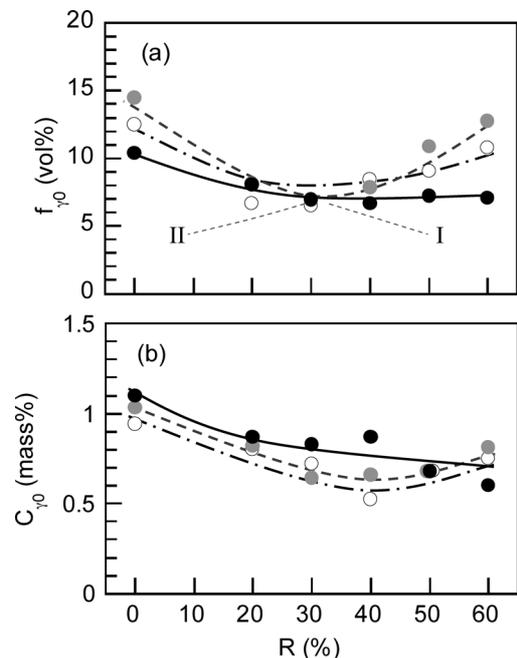


Fig. 5. Cold-rolling strain ( $R$ ) dependences of (a) initial volume fraction ( $f_{\gamma_0}$ ) and (b) initial carbon concentration ( $C_{\gamma_0}$ ) of retained austenite in steels A (○), B (●) and C (●). Stage I: lath-like, stage II: blocky.

$R=40\sim 60\%$ において増加する。これに対しC鋼では $R\geq 30\%$ の範囲で $\gamma_R$ 体積率はほぼ一定となる。 $C_{\gamma_0}$ の冷延率依存性も $f_{\gamma_0}$ の冷延率依存性と同様な傾向を示すが、その炭素濃度が最小となる冷延率は $R=40\%$ にずれる。また、C鋼において $\gamma_R$ の炭素濃度は高い傾向が認められる。

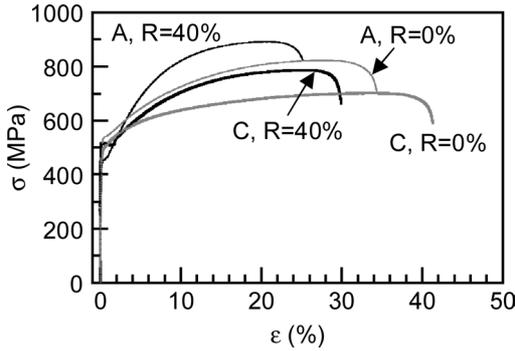


Fig. 6. Typical flow curves of steels A and C subjected to different cold-rolling strain.

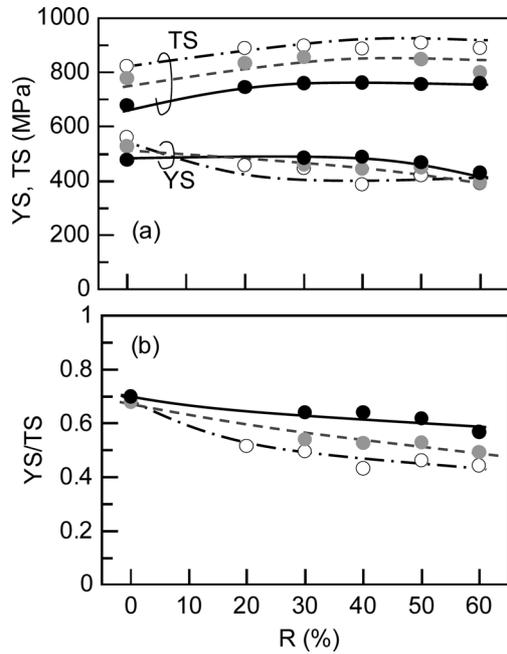


Fig. 7. Variations in (a) 0.2% offset proof stress or yield stress (YS) and tensile strength (TS) and (b) yield ratio (YS/TS) as a function of cold-rolling strain (R) in steels A (○), B (●) and C (●).

### 3・2 引張特性

Fig. 6にA鋼とC鋼の代表的な引張変形曲線を示す。また、Fig. 7に冷延率を変化させたときのA鋼、B鋼、C鋼の0.2%耐力（降伏応力；YS）、引張強さ（TS）、降伏比（YR）の変化を示す。Fig. 7に示されるように、いずれの鋼でも引張強さは冷延率の増加に伴い増加するが、その増加量は小さい。一方、降伏応力は冷延率の増加に伴い低下し、結果的に、降伏比は冷延率の増加に伴い低下する。

Al添加量の影響についてみると、引張強さはAl添加量の増加（Si添加量の減少）とともに低下するが、降伏応力は逆に増加する。そのため、Al添加量が多いほど、降伏比は高い傾向を示す。C鋼の降伏応力の冷延率依存性はA鋼に比較して小さい特徴を有する。これは主に両鋼の降伏挙動の差に起因するが、詳細は考察で述べる。

Fig. 8にA～C鋼の一樣伸び（UEI）、全伸び（TEI）および強

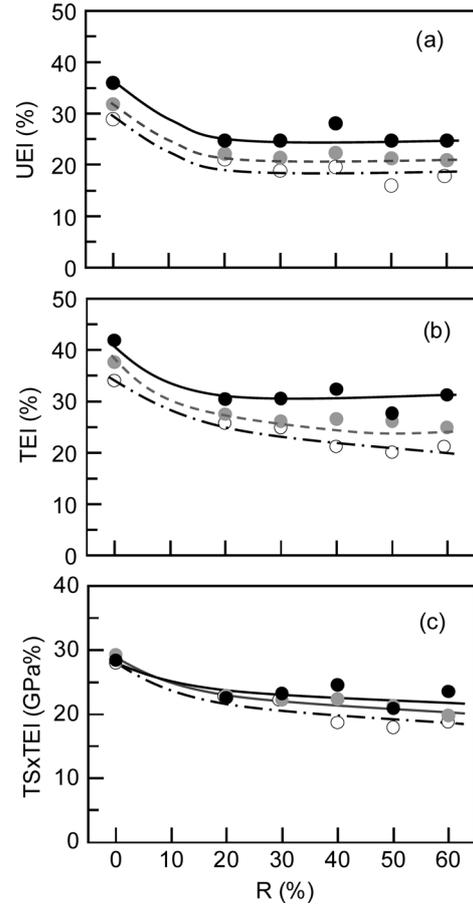


Fig. 8. Variations in (a) uniform elongation (UEI), (b) total elongation (TEI) and (c) combination of strength and elongation balance (TS×TEI) as a function of cold-rolling strain (R) in steels A (○), B (●) and C (●).

度・伸びバランス（TS×TEI）を示す。一樣伸び、全伸びおよび強度・伸びバランスは冷延により減少するが、R=20%以上ではほぼ一定になるか、減少の割合が小さくなる。また、Al添加量が多い鋼ほどこれらの特性値は高い値を有する。

### 3・3 伸びフランジ性

Fig. 9に冷延率に伴う伸びフランジ性の変化を示す。図中の数字は打抜き時のクリアランスである。穴広げ率（λ）および強度・伸びフランジ性バランス（TS×λ）はR=20%でいったん最小となった後、それ以上の冷延率では増加するが、R=60%において再度、低下する傾向を示す。R=0～20%を除き、A鋼とC鋼の強度・伸びフランジ性バランスはほぼ等しく、B鋼では低い値を示す。

Fig.10に打抜きせん断部の穴表面層のSEM写真の代表例を示す。A鋼では、第2相/母相界面において非常に多数のボイドが発生しているが、C鋼ではボイドの発生が抑制されていることがわかる。この傾向は、破断部においてより顕著に現れ、A鋼では粗大なボイドが多数発生している。

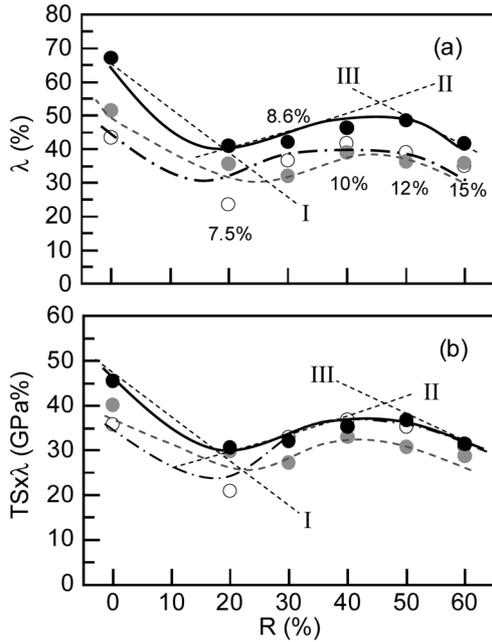


Fig. 9. Variations in (a) hole-expanding ratio ( $\lambda$ ) and (b) combination of strength and flange formability ( $TS \times \lambda$ ) as a function of cold-rolling strain ( $R$ ) in steels A (○), B (●) and C (●), in which numerals in parentheses represent clearance between die and punch. Stage I: decrease in lath structure fraction, stage II: refining of microstructure, stage III: coarsening of second phase.

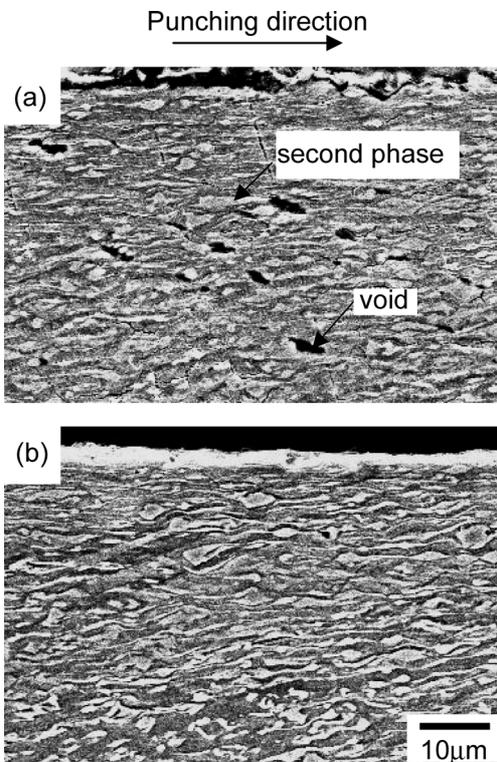


Fig. 10. SEM images of punched surface layer (shear section) of (a) steels A and (b) C annealed and then austempered after cold-rolled to  $R=40\%$ . Clearance is 10%.

## 4. 考察

### 4.1 組織変化のメカニズム

本研究のA鋼とB鋼では、前組織をベイナイト単相組織とした後、 $R=20\sim40\%$ の冷延、2相域焼なまし、オーステンパー処理を続けて施したとき、母相のベイニティックフェライトラス組織の多くはグラニューラーベイナイト組織に変化した(Fig. 2(b)~(d))。一方、C鋼では、同様な処理を施したとき、明瞭なラス組織が多量に残存することが観察された(Fig. 3(b)~(d))。

一般に、マルテンサイトラス組織を有する鋼を2相域で焼なまししたとき、(1)ラス組織の回復・成長と(2)ラス境界での $\gamma$ の核生成が起こる。下記の3つのグループのうち、(II)と(III)のグループは(2)を促進するため、焼なましラス組織が維持される<sup>5)</sup>。

(I) Fe-C, Fe-C-Mo, Fe-C-Cr

(II) Fe-C-Mn, Fe-C-Ni, Fe-C-Cu

(III) Fe-C-Si, Fe-C-Al, Fe-C-Co

冷延ひずみを付与することにより、そのひずみエネルギーが駆動力となり2相域焼なまし時に上記の(1)と(2)の組織変化はともに促進されると予想される。本研究では、Fig. 2, 3のように冷延ひずみを増加したとき焼なましラス組織の体積率が減少した事実より、冷延ひずみは(1)のラス組織の回復・成長をより促進すると考えてよいであろう。組織観察結果より、 $R=0\sim30\%$ では(1)と(2)の働きが拮抗するが、 $R=50\sim60\%$ の冷延ひずみを付与した場合は(1)が優勢になることが予想される。これらの組織変化の模式図をFig.11に示す。

ところで、C鋼ではほかの鋼に比較して冷延によって焼なましラス組織が減少する傾向は弱く現れ、冷延率40%でも焼なましラス組織が多量に残存した(Fig. 3(d))。本研究の場合、Si+Al添加量は一定であるので、上述の結果は焼なましラス組織を残存させる((2)の $\gamma$ の核生成を生じさせる)働きとしてはAlの効果がSiより大きいことを示唆する。

Fig. 5(a)において、いずれの鋼においても $\gamma_R$ 体積率は $R=30\%$ において極小となり、それ以上の冷延率では $\gamma_R$ 体

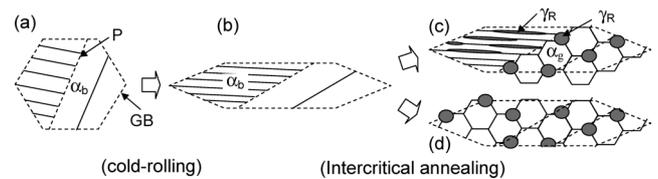


Fig. 11. Illustration of structure change on cold rolling and annealing. (a) before cold-rolling, (b) after cold-rolling, (c) after intercritical annealing (small cold rolling strain), (d) after intercritical annealing (large cold rolling strain). GB: prior austenite grain boundary, P: Packet boundary,  $\alpha_b$ : bainite lath structure,  $\alpha_g$ : granular structure,  $\gamma_R$ : retained austenite phase.

積率は逆に増加した (C鋼のみ,  $R=40\sim60\%$  でほぼ一定となった)。また,  $\gamma_R$  中の炭素濃度が最小となる冷延率は  $R=40\%$  にずれるが,  $\gamma_R$  体積率と同様な冷延率依存性を示した (Fig. 5(b))。Fig. 3 より,  $R=0\sim30\%$  の範囲では, A鋼とB鋼の母相組織中には少量の焼なましベイナイトラス組織が存在するが,  $R=50\sim60\%$  の範囲では, ほぼ全量がグラニューラー組織に変化した。したがって, 冷延率が増加するに伴い, 焼なましベイナイト組織に対応する曲線Iからグラニューラー組織に対応する曲線IIに遷移することが, Fig. 5(a) と (b) の曲線を生じた原因となっていることが予想できる。しかし, なぜ母相組織の変化が,  $R=30\sim40\%$  において  $\gamma_R$  体積率と炭素濃度を最小とするのか, については現時点では不明である。

Fig. 5(b)において, C鋼はA鋼, B鋼と比較して  $\gamma_R$  体積率は低下したが,  $\gamma_R$  炭素濃度は高くなった。Sugimotoら<sup>3)</sup> および今井ら<sup>9)</sup> によれば, Al添加は  $T_0$  温度を高炭素側へシフトさせ,  $\gamma_R$  の炭素濃度を高める<sup>9)</sup>。したがって, 1.0 mass% の Al添加がC鋼の高い  $\gamma_R$  炭素濃度の原因と考えられる。C鋼においてラス境界に沿ったニードル状  $\gamma_R$  が多かったことも  $\gamma_R$  の炭素濃度が増加した原因の一つと考えられる。なお, C鋼の相対的に低い  $\gamma_R$  体積率はその炭素濃度が高くなったことに起因している。

4・2 変形強度の冷延率依存性

Fig. 7において, A鋼とB鋼の降伏応力は冷延率の増加に伴って大幅に減少したが, C鋼ではその減少量が小さく現れた。本節では, この結果を降伏挙動の相違から考察する。

一般に, 焼なましマルテンサイト組織を母相とするTAM鋼は変形初期に降伏平坦部を生じやすい<sup>1)</sup>。本研究のTAB鋼においも, 冷延を施さない鋼ではいずれの場合も同様な降伏平坦部が現れた (Fig. 6)。冷延を施した鋼でも同様な降伏平坦部が生ずるが, A鋼, B鋼では  $R=20\%$  以上の場合に降伏平坦部の変形応力が大幅に低下した。一方, C鋼では  $R=50\%$  以上では同様に降伏平坦部の変形応力が低下したが,  $R=20\sim40\%$  の場合において降伏点が出現するものの変形応力の低下は認められなかった (Fig. 6)。それゆえ, A鋼とB鋼で現れた降伏応力の大幅な低下は, 変形初期の変形応力の大幅な低下と関連していることがわかる。

冷延を施したときのA鋼とB鋼の組織の大半はグラニューラー組織中にブロック状の第2相が分散し (Fig. 2), 第2相中にはオーステンパー処理後の冷却中に生ずる硬質なマルテンサイトが共存していた。dual-phase鋼<sup>11)</sup>のように, このようなマルテンサイトは変態時に周辺の軟質母相に優先降伏を生じさせ, 円周方向に引張の内部応力を生じさせる。引張変形の初期において, この引張内部応力は引張変形応力を低下させるとともに, 連続降伏を生じさせる。したがって, オーステンパー処理後の冷却中に生ずるマルテンサイトがA鋼とB鋼の変形初期の変形応力を低下させたも

のと考えられる。

なお, マルテンサイトを含む硬質第2相は変形初期以降において母相と第2相の変形強度差に起因して生ずる長範囲内部応力を高くするので, 高いひずみ硬化を生じ, 結果的に高い引張強さをもたらす。

4・3 伸びの冷延率依存性

Fig. 8において, 本鋼の一樣伸び, 全伸びは  $R=20\%$  で大幅に低下し, それ以上の冷延率ではほぼ一定か, 少し低下する傾向を示した。また, C鋼が最も大きい伸びを示した。同じ化学組成のTAM鋼板を用いたSugimotoらの研究<sup>3)</sup>によれば, 冷延を施さない場合の伸びは1.0% Al添加鋼が最も優れていた。彼らは, その優れた伸びは微細均一なラス組織と安定な  $\gamma_R$  (炭素濃度の高い  $\gamma_R$ ) から生ずる大きなTRIP効果に起因すると報告している。本TAB鋼においても同様な組織および  $\gamma_R$  特性が得られているので, Sugimotoら<sup>3)</sup> のTAM鋼と同様な理由でC鋼が大きな一樣伸びと全伸びを示したと考えられる。

このような考え方に従えば, 冷延を施すことによって減少した伸びの原因は,  $\gamma_R$  体積率と炭素濃度の低下と考えてもよいであろう。A鋼とB鋼の  $R=60\%$  の場合,  $\gamma_R$  体積率と炭素濃度が増加するにもかかわらず, その他の冷延率の場合に比較して全伸びは低下した。これらの場合, 一樣伸びはほかの場合と比較して減少していないので,  $R=60\%$  の場合, 第2相の粗大化が局部伸びを小さくし, 結果的に全伸びを減少させたと考えられる。

4・4 伸びフランジ性の冷延率依存性

Fig. 9において, いずれの鋼でも伸びフランジ性は  $R=20\%$  で最小となり, それ以上の冷延率では少し増加した。このような伸びフランジ性の冷延率依存性は Fig. 5(a) の  $\gamma_R$  体積率の冷延率依存性と類似する。Fig. 12に示すように, 強度・伸びフランジ性バランスと  $\gamma_R$  特性は明瞭な正の相関を示す。これらの事実と Fig. 2, 3の組織変化を考慮することにより, Fig. 9の伸びフランジ性の冷延率依存性

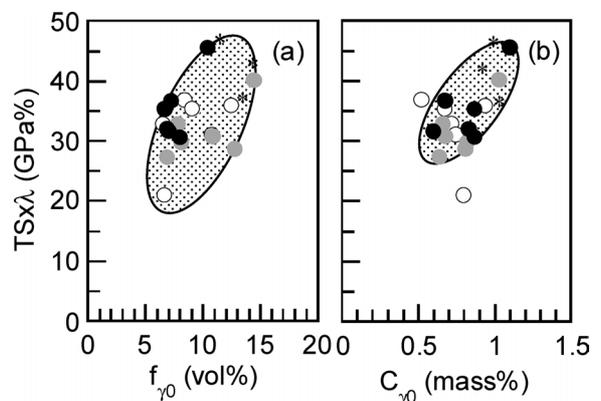


Fig. 12. Relationships between strength-stretch flangeability balance ( $TS \times \lambda$ ) and (a) volume fraction ( $f_{\gamma_0}$ ) and (b) carbon concentration ( $C_{\gamma_0}$ ) of retained austenite in steels A (○), B (●) and C (●) cold-rolled to  $R=0\sim60\%$ . \*:  $R=0\%$ .

は以下のように考えることができる。

(1)  $R=20\%$ では①ラス組織の体積率が減少し、塊状第2相が増えるため、打抜き穴表面層の母相/第2相界面でポイドが発生しやすくなること、および② $\gamma_R$ 体積率と炭素濃度が低下することが打抜き損傷を増加させ、かつ穴広げ時のTRIP効果を小さくすることが、結果的に伸びフランジ性を低下させたと考えられる (Fig. 9中のstage Iに相当)。

(2) 一方、 $R\geq 40\%$ で伸びフランジ性が増加する挙動は、①母相組織がグラニュー組織となるが、組織が非常に微細となること、ラス組織体積率が減少する負の効果を打ち消したこと、および② $\gamma_R$ 体積率と安定性が増加することに起因したと予想される (stage IIに相当)。

(3) また、 $R=60\%$ での伸びフランジ性の低下は主に第2相組織の粗大化に起因していると考えられる (stage IIIに相当)。

杉本ら<sup>10)</sup>は、 $\gamma_R$ の塑性ひずみに対する安定性に対しては、 $\gamma_R$ の炭素濃度よりサイズの効果が大きいことを報告している。したがって、上記の(2)については、 $\gamma_R$ の炭素濃度は低くなるが、サイズの減少が $\gamma_R$ の炭素濃度の低下の負の効果を打ち消し、結果的に $\gamma_R$ の変形安定性を高めたと予想している。

Fig. 9に示すように、C鋼は最も優れた穴広げ率および強度・伸びフランジ性バランスを示した。上述の考え方に従えば、この結果は母相組織に焼なましラス組織が多量に残存するとともに、比較的安定な $\gamma_R$ が存在したため、打抜き時の穴表面損傷が小さかったこと (Fig.10)、およびその後の穴広げ時に $\gamma_R$ が多量に残存し、そのTRIP効果が有効に働いたことに因ると考えることができる。

## 5. 結言

Al添加TRIP型焼なましベイナイト (TAB) 冷延鋼板の微細組織と成形性に及ぼす冷延率の影響を調査した。得られ

た主な結果は以下のとおりである。

(1) TAB鋼の $\gamma_R$ 体積率と炭素濃度は冷延率の増加に伴い低下し、 $R=30\sim 50\%$ で最小となった後、それ以上の冷延率では多少増加した。冷延率の増加にともない焼なましベイナイトラス組織の体積率は減少し、グラニュー組織 (回復組織) の体積率が増加する傾向が認められた。

(2) 1.0 mass%のAlを添加したTAB鋼では、焼なましベイナイトラス組織が高い冷延率でも残存する傾向が強く現れ、 $R=40\%$ の冷延を施した場合でも多量のラス組織が残存した。また、基本鋼に比較して $\gamma_R$ 体積率は低下したが、その炭素濃度は高い値を有した ( $\gamma_R$ の安定性は増加した)。

(3) 冷延率40%において、冷延TAB鋼は最良の伸びと伸びフランジ性を生じた。特に、1.0 mass%のAlを添加した鋼において、最も優れた特性が得られた。これは、Al添加によって $\gamma_R$ の安定性が比較的高く保持されたこと、および焼なましラス組織が多量に残存したことに起因したと考えられた。

## 文 献

- 1) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910.
- 2) T.Kashima, T.Yuri, K.Sugimoto and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 609.
- 3) K.Sugimoto, B.Yu, Y.Mukai and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **45** (2005), 1194.
- 4) K.Sugimoto, R.Kikuchi, M.Tsunezawa, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1065.
- 5) M.R.Plichta and H.I.Aaronson: *Metall. Trans.*, **5** (1974), 2611.
- 6) T.Kashima and K.Sugimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **90** (2004), 581.
- 7) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 8) D.J.Dyson and B.Holmes: *J. Iron Steel Inst.*, **208** (1970), 469.
- 9) N.Imai, N.Komatsubara and K.Kunishige: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 572.
- 10) K.Sugimoto, S.Sato and G.Arai: Proc. of Thermec '2009, (2009), in print.
- 11) T.Sakaki, K.Sugimoto and T.Fukuzato: *Acta Metall.*, **31** (1983), 1737.
- 12) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Yasuki: *Metall. Mater. Trans. A*, **28A** (1997), 2637.